

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 2002060910  
PUBLICATION DATE : 28-02-02

APPLICATION DATE : 11-08-00  
APPLICATION NUMBER : 2000244148

APPLICANT : SUMITOMO METAL IND LTD;

INVENTOR : KONDO KUNIO;

INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/58 F16L 9/02

TITLE : HIGH Cr WELDED STEEL PIPE

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high Cr welded steel pipe having yield strength of  $\geq 551$  MPa and further excellent in corrosion resistance and workability.

SOLUTION: In this welded steel pipe, the base metal is composed of steel having a composition containing,  $\leq 0.05\%$  C, 0.05 to 1% Si, 0.05 to 2% Mn,  $\leq 0.025\%$  P,  $\leq 0.01\%$  S, 15 to 20% Cr, 4 to 7% Ni, 1.5 to 4% Mo, 0.001 to 0.1% Al,  $\leq 0.015\%$  Ti and  $\leq 0.02\%$  N, and the balance Fe, having yield strength of  $\geq 551$  MPa and a yield ratio of  $\leq 85\%$  and having a structure of dual phases of a martensitic phase as the main phase with a ferritic phase, and the weld metal has a composition containing  $\leq 0.05\%$  C, 0.05 to 1% Si, 0.05 to 2% Mn,  $\leq 0.025\%$  P,  $\leq 0.01\%$  S, 11 to 18% Cr, 5 to 10% Ni, 1.5 to 4% Mo, 0.001 to 0.1% Al, 0.002 to 0.03% Ti,  $\leq 0.05\%$  N and 0.065% O, and the balance Fe, in which the relation among Cr, Ni and Mo satisfies the inequality of  $-1 \leq \text{Cr} + \text{Mo} - 1.7 \times \text{Ni} \leq 13 - 220 \times 0$ , and the inequality of  $25 \leq \text{Cr} + \text{Mo} + 1.8 \times \text{Ni} \leq 30$  and has a structure of dual phases of a martensitic phase as the main phase with an austenitic phase.

COPYRIGHT: (C)2002,JPO

BEST AVAILABLE COPY

EP 41603 (2)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-60910

(P2002-60910A)

(43) 公開日 平成14年2月28日 (2002.2.28)

(51) Int. Cl.

識別記号

C22C 38/00

302

38/58

F16L 9/02

F I

7-F1-L (参考)

C22C 38/00

3022

3H111

38/58

F16L 9/02

審査請求 未請求 請求項の数4 OL (全13頁)

(21) 出願番号 特願2000-244148 (P2000-244148)

(22) 出願日 平成12年8月11日 (2000.8.11)

(71) 出願人 000002118

住友金属工業株式会社

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

(72) 発明者 柳田 隆弘

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(72) 発明者 小川 和博

大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号

住友金属工業株式会社内

(74) 代理人 100103481

弁理士 森 道雄 (外1名)

(54) 発明の名称 高Cr溶接鋼管

(57) 要約

【課題】降伏強さが551MPa以上で、しかも耐食性および加工性に優れた高Cr溶接鋼管を提供する。

【解決手段】本発明の溶接鋼管は、母材が、C≤0.05%、Si:0.05~1%、Mn:0.05~2%、P≤0.025%、S≤0.01%、Cr:15~20%、Ni:4~7%、Mo:1.5~4%、Al:0.001~0.1%、Ti≤0.015%、N≤0.02%、残部Feを主成分とし、降伏強さが551MPa以上、降伏比85%以下、組織がマルテンサイト相を主とするフェライト相との2相組織鋼、溶接金属が、C≤0.05%、Si:0.05~1%、Mn:0.05~2%、P≤0.025%、S≤0.01%、Cr:11~18%、Ni:5~10%、Mo:1.5~4%、Al:0.001~0.1%、Ti≤0.002%、N≤0.05%、N≤0.065%、残部Feで、Cr、NiおよびMoの関係が式「1」≤Cr+Mo+1.7×Ni≤13+220/（Cr+Mo+1.8×Ni）を満たし、組織がマルテンサイト相を主とするオーステナイト相との2相組織である。

【課題】降伏強さが551MPa以上で、しかも耐食性および加工性に優れた高Cr溶接鋼管を提供する。

【解決手段】本発明の溶接鋼管は、母材が、C≤0.05%、Si:0.05~1%、Mn:0.05~2%、P≤0.025%、S≤0.01%、Cr:15~20%、Ni:4~7%、Mo:1.5~4%、Al:0.001~0.1%、Ti≤0.015%、N≤0.02%、残部Feを主成分とし、降伏強さが551MPa以上、降伏比85%以下、組織がマルテンサイト相を主とするフェライト相との2相組織鋼、溶接金属が、C≤0.05%、Si:0.05~1%、Mn:0.05~2%、P≤0.025%、S≤0.01%、Cr:11~18%、Ni:5~10%、Mo:1.5~4%、Al:0.001~0.1%、Ti≤0.002%、N≤0.05%、N≤0.065%、残部Feで、Cr、NiおよびMoの関係が式「1」≤Cr+Mo+1.7×Ni≤13+220/（Cr+Mo+1.8×Ni）を満たし、組織がマルテンサイト相を主とするオーステナイト相との2相組織である。

【課題】降伏強さが551MPa以上で、しかも耐食性および加工性に優れた高Cr溶接鋼管を提供する。

【解決手段】本発明の溶接鋼管は、母材が、C≤0.05%、Si:0.05~1%、Mn:0.05~2%、P≤0.025%、S≤0.01%、Cr:15~20%、Ni:4~7%、Mo:1.5~4%、Al:0.001~0.1%、Ti≤0.015%、N≤0.02%、残部Feを主成分とし、降伏強さが551MPa以上、降伏比85%以下、組織がマルテンサイト相を主とするフェライト相との2相組織鋼、溶接金属が、C≤0.05%、Si:0.05~1%、Mn:0.05~2%、P≤0.025%、S≤0.01%、Cr:11~18%、Ni:5~10%、Mo:1.5~4%、Al:0.001~0.1%、Ti≤0.002%、N≤0.05%、N≤0.065%、残部Feで、Cr、NiおよびMoの関係が式「1」≤Cr+Mo+1.7×Ni≤13+220/（Cr+Mo+1.8×Ni）を満たし、組織がマルテンサイト相を主とするオーステナイト相との2相組織である。

【課題】降伏強さが551MPa以上で、しかも耐食性および加工性に優れた高Cr溶接鋼管を提供する。

【解決手段】本発明の溶接鋼管は、母材が、C≤0.05%、Si:0.05~1%、Mn:0.05~2%、P≤0.025%、S≤0.01%、Cr:15~20%、Ni:4~7%、Mo:1.5~4%、Al:0.001~0.1%、Ti≤0.015%、N≤0.02%、残部Feを主成分とし、降伏強さが551MPa以上、降伏比85%以下、組織がマルテンサイト相を主とするフェライト相との2相組織鋼、溶接金属が、C≤0.05%、Si:0.05~1%、Mn:0.05~2%、P≤0.025%、S≤0.01%、Cr:11~18%、Ni:5~10%、Mo:1.5~4%、Al:0.001~0.1%、Ti≤0.002%、N≤0.05%、N≤0.065%、残部Feで、Cr、NiおよびMoの関係が式「1」≤Cr+Mo+1.7×Ni≤13+220/（Cr+Mo+1.8×Ni）を満たし、組織がマルテンサイト相を主とするオーステナイト相との2相組織である。

【課題】降伏強さが551MPa以上で、しかも耐食性および加工性に優れた高Cr溶接鋼管を提供する。

【解決手段】本発明の溶接鋼管は、母材が、C≤0.05%、Si:0.05~1%、Mn:0.05~2%、P≤0.025%、S≤0.01%、Cr:15~20%、Ni:4~7%、Mo:1.5~4%、Al:0.001~0.1%、Ti≤0.015%、N≤0.02%、残部Feを主成分とし、降伏強さが551MPa以上、降伏比85%以下、組織がマルテンサイト相を主とするフェライト相との2相組織鋼、溶接金属が、C≤0.05%、Si:0.05~1%、Mn:0.05~2%、P≤0.025%、S≤0.01%、Cr:11~18%、Ni:5~10%、Mo:1.5~4%、Al:0.001~0.1%、Ti≤0.002%、N≤0.05%、N≤0.065%、残部Feで、Cr、NiおよびMoの関係が式「1」≤Cr+Mo+1.7×Ni≤13+220/（Cr+Mo+1.8×Ni）を満たし、組織がマルテンサイト相を主とするオーステナイト相との2相組織である。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】母材が、質量%で、C:0.05%以下、Si:0.05~1%、Mn:0.05~2%、P:0.025%以下、S:0.01%以下、Cr:15~20%、Ni:4~7%、Mo:1.5~4%、Al:0.001~0.1%、Ti:0.015%以下、N:0.02%以下を含み、残部が実質的にFeからなり、降伏強さが551MPa以上、降伏比(降伏強さ/引張強さ)が85%以下で、かつ組織がマルテンサイト相を主とするフェライト相との2相組織からなる鋼であり、

$$-1 \leq \text{Cr} + \text{Mo} - 1.7 \times \text{Ni} \leq 13 - 220 \times \text{O} \quad \dots (1)$$

$$2.5 \leq \text{Cr} + \text{Mo} + 1.8 \times \text{Ni} \leq 30 \quad \dots (2)$$

ここで、(1) および(2) 式中の元素記号は、溶接金属中の各元素の含有量(質量%)を意味する。

【請求項2】母材の鋼が、Feの一部に代えて、下記のイ〜ニに記載のグループのうちから選ばれた1グループ以上の元素を含む請求項1に記載の高Cr溶接鋼管。

イ) Cu:0.1~3%およびW:0.1~4%の1種以上、

ロ) Co:0.1~5%、

ハ) Nb:0.001~0.5%、Zr:0.001~0.5%およびV:0.01~0.5%のうちの1種以上、

ニ) Ca:0.0005~0.05%、Mg:0.0005~0.05%およびREM:0.0005~0.05%の1種以上、

【請求項3】溶接金属が、Feの一部に代えて、下記のイ〜ハに記載のグループのうちから選ばれた1グループ以上の元素を含む請求項1または2に記載の高Cr溶接鋼管。

イ) Cu:0.1~3%およびW:0.1~4%の1種以上、

ロ) Co:0.1~5%、

ハ) Nb:0.001~0.5%、Zr:0.001~0.5%およびV:0.01~0.5%の1種以上、

【請求項4】鋼管がリールに円筒状に巻き取られたコイル状である請求項1~3のいずれかに記載の高Cr溶接鋼管。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、高Cr溶接鋼管に関し、より詳しくは、耐炭酸ガス腐食性および耐硫化物応力割れ性(以下、両者を総称して耐食性と称す)に優れ、炭酸ガスや硫化水素を含む原油や天然ガスの掘削や輸送に用いられる油井管やラインパイプとして好適な高Cr溶接鋼管に関する。

【0002】また、本発明は、溶加材を用いるアーク溶接法によりオープンパイプの突き合わせ部を溶接して得られる溶接鋼管、もしくはこの溶接鋼管や継目無管の管端同士を突き合わせ円周溶接して長尺管とし、これをリ

溶接金属が、質量%で、C:0.05%以下、Si:0.05~1.0%、Mn:0.05~2%、P:0.025%以下、S:0.01%以下、Cr:11~18%、Ni:5~10%、Mo:1.5~4%、Al:0.001~0.1%、Ti:0.002~0.03%、N:0.05%以下、O(酸素):0.065%以下を含み、残部が実質的にFeからなり、Cr、NiおよびMoの関係が下記の(1)式と(2)式を満足し、組織がマルテンサイト相を主とするオーステナイト相との2相組織である高Cr溶接鋼管。

ールに円筒状に巻き取ってコイル状となした高Cr溶接鋼管に関する。

【0003】さらに、本発明は、降伏比(降伏強さ/引張強さ)が85%以下で加工性に優れ、敷設時に曲げや曲げ戻しの冷間加工を受けるパイプラインや、拡張使用される油井管として好適な高Cr溶接鋼管に関する。

## 【0004】

【従来の技術】近年生産される石油や天然ガス中には、湿潤な炭酸ガスが含有される場合が増加している。このような環境中では、炭素鋼や低合金鋼は著しく腐食されるため、腐食抑制剤の添加がおこなわれている。

【0005】しかし、腐食抑制剤の効果は、高温では失われるのに加え、海底のパイプラインでは腐食抑制剤の添加回収に膨大なコストがかかる。また、環境問題からこのような腐食抑制剤の使用は、避けられる傾向にある。

【0006】このような背景のもとに腐食抑制剤の添加を必要としない耐食材料として、油井管ではAISI 420鋼に代表されるような12~13質量%のCrを含有するマルテンサイト系の高Cr鋼が広く使用され始めている。AISI 420鋼では、高強度を得るために比較的多量(0.16~0.22質量%程度)のCが添加されている。

【0007】一方、ラインパイプでは、敷設に際してパイプとパイプは管端同士を突き合わせ円周溶接して溶接接合される。AISI 420鋼のような炭素含有量が比較的多い高Cr鋼を通常の溶接方法で溶接した場合に、溶接熱影響部の硬さが上昇して、衝撃特性が劣化し、硫化物応力割れ感受性も高くなる。このような問題を解決するには、C含有量を下げて溶接熱影響部での硬さ上昇を抑えることが有効であり、たとえば特開平2-243740号公報や同5-287455号公報などにNi添加低Cマルテンサイト系の高Cr鋼の技術が示されている。以上の技術により、湿潤な炭酸ガスを含有する石油や天然ガス用のラインパイプに適する継目無鋼管の製造が可能となっている。

【0008】さらに、特開平4-191319号公報には、熱延法で製造されたC含有量が0.08質量%以下

低C高Cr鋼板を連続的にオープンパイプに成形して、その突き合わせ部を電縫溶接した後、電縫溶接部を熱処理することにより、耐食性に優れた電縫鋼管を得る技術が示されている。また、レーザ溶接にて造管する方法も数多く提案されている。【0010】

【0010】また更に、上記の低C高Cr鋼の溶接に適した溶接材料（溶加材）として、特開平10-134366、91号公報には、C含有量を低減し、かつ式 $\%N+1+0.03\%C+0.45\%Mn+1.15\%Si+0.5\%Nb$ で定義されるNi当量、および式 $\%C+0.5\%Mn+1.15\%Si+0.5\%Nb$ で定義されるCr当量を特定の範囲に制限することにより、優れた耐割れ性、強度および靱性を得るガスメタルアーク溶接方法が提案されている。【0011】

【0011】従来、継目無鋼管は海底仕上油井のフローラインとして、薄肉の溶接鋼管は陸上のフローラインとして短い距離で使われてきたが、以下の最近の要望には従来技術での対応が困難になってきた。【0012】

【0012】(a) 各油井の原油や天然ガスをまとめて輸送するトランクラインとしても、腐食抑制剤を使わず耐食性に優れた高Cr鋼管の使用が検討され始めた。それゆえ大径厚肉の鋼管が要求され、従来の継目無鋼管や電縫鋼管では対応できないようになってきた。大径厚肉管の代表的な製管方法としては、厚鋼板をUプレスとOプレスあるいはロールベンダ等でオープンパイプに成形した後、その突き合わせ部をサブマージアーク溶接で溶接する製管方法がある。【0013】

【0013】特開平7-41857号公報には、低Cで1.3～1.7質量%のCrを含有する鋼を素材とする溶融溶接法による溶接鋼管の製造方法が提案されており、母材と溶接金属を特定の成分範囲に制御した上で造管溶接後に管全体を熱処理する方法が示されている。しかし、この方法は、造管溶接後、管体に熱処理をする方法であるので製造能率が悪いと、その溶接鋼管を多量かつ安価に製造することが極めて困難であると推定される。【0014】

【0014】(b) パイプラインの敷設コストを下げる観点からリリーング敷設が増加している。リリーング敷設とは、長尺の鋼管をリールに円筒状に巻き取って現地まで船で運び、そこで巻き戻しながら敷設していく方法である。このリリーング敷設は、船上で短尺鋼管の管端同士を突き合わせ円周溶接しながら敷設する方法とは異なり、工場での突き合わせ円周溶接とリールへの巻き取り、および船上での巻き戻しを並行におこなえるので施設工期を短縮することができる。ただし、リールへの巻き取りと巻き戻し時には冷間加工が加わるので、加工性に優れた鋼管が要求される。しかし、従来のマルテンサイト系高Cr鋼は、降伏比が高く、必ずしも加工性が充分とはいえなかった。なお、加工性としては、降伏比（降伏強さ/引張強さ）85%以下が1つの目安とされる。【0015】

【0015】(c) 油井管としても、油井の掘削コストを

下げる観点から、拡管ケーシングが検討されている。従来の油井では、掘削後まずケーシングで坑井を保護し、その中に径の細いチュービングを入れて生産する。生産流体はこのチュービング内だけを通る。拡管ケーシングとは、このケーシングとチュービングを挿入した後、文字通りに管の内側から押し広げる方法であり、掘削したスペースを有効にほぼ全て生産に活用することができ、さらに、油井管は、現状掘削機で1本ずつ締結されて油井に挿入されていくのがほとんどであるが、管端同士を突き合わせ円周溶接したりして得られる長尺鋼管をコイル状にリールに巻き取ったものを巻き戻して挿入していくコイルドチュービングと呼ばれる使用が連続的に拡管できるので、この拡管ケーシングに適している。【0016】

そして、拡管時には、やはり伸びにして20～30%の冷間加工が加わるため、加工性に優れることが要求され、加工性としては、上記のリリーング施設の場合と同様に、降伏比（降伏強さ/引張強さ）85%以下が1つの目安とされる。【0017】

【0017】なお、高Cr溶接鋼管に関する従来の知見事項としては、以下のことが周知である。すなわち、母材の耐炭酸ガス腐食性は、1.0もしくは1.1質量%以上のCr含有量で確保できる。耐硫化物応力割れ性は、硫化水素分圧に応じた適量のMo添加により確保できる。溶接性は、0.05質量%以下のC含有量で確保できる。このような低C高Cr鋼は、その組織をマルテンサイト組織にするためには、Ni添加が必要であり、マルテンサイト単相組織にするには、CrとMoの合計含有量によるが、一般的に数%以上のNi添加が必要である。【0018】

【0018】一方、マルテンサイト系の溶接金属に関しては、その靱性向上には、低炭素化と適量のオーステナイト相生成が望ましいが、フェライト相は望ましくない。また、溶接高温割れ防止には、フェライト相生成が望ましいことが定性的に知られている。【0019】

【0019】さらに、高Cr鋼とは異なる炭素鋼や低合金鋼が対象ではあるが、フェライト相+マルテンサイト相の2相組織化が低降伏比を確保するには有効なことが知られている（たとえば、特開平12-81444号公報）。【0020】

【0020】【発明が解決しようとする課題】本発明は、上記の現状に鑑み、大径厚肉のラインパイプ、リリーング敷設用ラインパイプ、拡管ケーシング用コイルドチュービング等に用いて好適な、API規格に規定される5LXX80（降伏強さ $\geq 551\text{MPa}$ ）以上の高強度で、しかも耐食性および降伏比85%以下を目安とする加工性に優れた高Cr鋼を母材とした溶接鋼管を提供することを目的としている。【0021】

【0021】ここで、大径厚肉管に好適とは、素材鋼板および溶接製管後の鋼管において熱処理を実施せず、圧

延のままおよび溶接のままで、所望の強度、靱性、耐食性および加工性が得られることである。すなわち、圧延のままの鋼板をそのままオープンパイプに成形してその突き合わせ部を溶接接合し、この溶接接合後に熱処理をおこなわないまでも、所望の強度、靱性、耐食性および加工性を具備した材質設計が求められる。この材質設計は、鋼管が継目無鋼管の場合でも、製管後に焼入れ焼戻しをおこなわず、製管のままで、所望の強度、靱性、耐食性および加工性が得られる利点がある。

【0.0.2.0】また、溶接のままで後熱処理をおこなわずに、母材の強度、靱性、耐食性および加工性を損なわないような溶接技術は、オープンパイプの突き合わせ部溶接ばかりか、フリーリング敷設用ラインパイプや拡張ケーシング用コイルドチュービングとなす上での管端同士の突き合わせ円周溶接にも共通する課題である。

【0.0.2.1】母材および溶接金属それぞれで見た場合、課題解決の方向は、従来技術の欄でも述べたように、定性的に理解されているが、溶接鋼管やこの溶接鋼管等をリールに巻き取ったコイル状の溶接構造物としての鋼管全体を見た場合、先の課題を全て解決する母材と溶接金属の適正な組み合わせはないのが現状である。このことは、次のことから明らかである。

【0.0.2.2】すなわち、前述したように、たとえば特開平7-41857号公報には、低Cで13～17質量%のCrを含有する鋼からなる溶融溶接法による溶接鋼管の製造方法の発明が示されているが、そこには母材および溶接金属を特定の成分範囲に制御した上で管全体を熱処理する方法であり、溶接のままでという課題は解決されていない。

【0.0.2.3】また、特開平1.2-8144号公報には、溶接鋼管を熱処理せずに溶接のままで製造する方法の発明が示されているが、そこに示される発明は強度が前述したAPI規格に規定されるX56(降伏強さ $\geq 386$

$$MPa) \sim 1 \leq Cr + Mo + 1.7 \times Ni \leq 13 - 2.20 \times O$$

$$2.5 \leq Cr + Mo + 1.8 \times Ni \leq 3.0$$

ここで、(1) および(2) 式中の元素記号は、溶接金属中の各元素の含有量(質量%)を意味する。

【0.0.3.1】すなわち(1) 式中、「 $Cr + Mo + 1.7 \times Ni$ 」の項は、フェライト相の形成傾向を表す実験式であり、この項の値が小さいほどフェライト相の生成量が減少し、靱性が向上する。ただし、この項の値が1より小さいと、凝固直後にフェライト相が形成しなくなって高温割れが発生するようになる。一方、この項の値が大きすぎると、フェライト相の生成量が増加し、靱性が低下する。

【0.0.3.2】また、溶接金属の靱性には、O(酸素)量が大きく影響を与えるが、式「 $Cr + Mo + 1.7 \times Ni \leq 13 - 2.20 \times O$ 」を満足するO含有量であれば、所望の靱性が確保される。

【0.0.3.3】さらに、(2) 式中、「 $Cr + Mo + 1.8$

MPa)  $\sim X70$  (降伏強さ $\geq 482$  MPa) 以上の低強度鋼についての発明であり、また、加工性の目安となる降伏比と靱性については何らの考慮もなされていない。

【0.0.2.4】

【課題を解決するための手段】本発明者等は、上記の課題を達成するために種々実験研究をおこなった。その結果、以下のことが判明した。

【0.0.2.5】高Cr鋼を圧延のままや溶接のままで使用する場合、マルテンサイト単相では強度が高すぎるので、マルテンサイト相より強度の小さい相との混合組織とする必要がある。

【0.0.2.6】フェライト相またはオーステナイト相を含有させることによって強度を低下させることが可能である。

【0.0.2.7】圧延のままで、母材の強度と降伏比を所望のAPI規格に規定されるX80級の強度と85%以下の降伏比にするには、組織を主としてマルテンサイト相として、フェライト相を2.0～4.0体積%の範囲にするのがよい。このとき、母材をマルテンサイト相オーステナイト相の2相組織とするには多量のNi添加が必要となって経済的でない上に、溶接熱影響部や溶接金属部において所望の性能が得られなくなる。

【0.0.2.8】溶接高温割れを生じずに、溶接のままで、溶接金属の強度、靱性および加工性を適正に保つためには、フェライト形成元素であるCr、Mo、Mnとオーステナイト形成元素であるNiのバランスが重要である。

【0.0.2.9】さらに、適正な靱性を得るためには、酸素量の影響をも考慮することが重要である。その条件を検討したところ、下記の(1) 式と(2) 式を同時に満足させる必要があることがわかった。

$$【0.0.3.0】(1) \text{ 式} \quad 1 \leq Cr + Mo + 1.7 \times Ni \leq 13 - 2.20 \times O$$

$$(2) \text{ 式} \quad 2.5 \leq Cr + Mo + 1.8 \times Ni \leq 3.0$$

ここで、(1) および(2) 式中の元素記号は、溶接金属中の各元素の含有量(質量%)を意味する。

【0.0.3.1】すなわち(1) 式中、「 $Cr + Mo + 1.7 \times Ni$ 」の項は、フェライト相の形成傾向を表す実験式であり、この項の値が2.5未満になると、オーステナイト相が生成せず、靱性が低下する。逆に、この項の値が3.0を超えると、オーステナイト相の生成量が増加し、十分な引張強さが確保できない。

【0.0.3.2】また、溶接金属の靱性には、O(酸素)量が大きく影響を与えるが、式「 $Cr + Mo + 1.7 \times Ni \leq 13 - 2.20 \times O$ 」を満足するO含有量であれば、所望の靱性が確保される。

【0.0.3.3】さらに、(2) 式中、「 $Cr + Mo + 1.8$

MPa)  $\sim X70$  (降伏強さ $\geq 482$  MPa) 以上の低強度鋼についての発明であり、また、加工性の目安となる降伏比と靱性については何らの考慮もなされていない。

【0.0.2.4】

【課題を解決するための手段】本発明者等は、上記の課題を達成するために種々実験研究をおこなった。その結果、以下のことが判明した。

【0.0.2.5】高Cr鋼を圧延のままや溶接のままで使用する場合、マルテンサイト単相では強度が高すぎるので、マルテンサイト相より強度の小さい相との混合組織とする必要がある。

【0.0.2.6】フェライト相またはオーステナイト相を含有させることによって強度を低下させることが可能である。

【0.0.2.7】圧延のままで、母材の強度と降伏比を所望のAPI規格に規定されるX80級の強度と85%以下の降伏比にするには、組織を主としてマルテンサイト相として、フェライト相を2.0～4.0体積%の範囲にするのがよい。このとき、母材をマルテンサイト相オーステナイト相の2相組織とするには多量のNi添加が必要となって経済的でない上に、溶接熱影響部や溶接金属部において所望の性能が得られなくなる。

【0.0.2.8】溶接高温割れを生じずに、溶接のままで、溶接金属の強度、靱性および加工性を適正に保つためには、フェライト形成元素であるCr、Mo、Mnとオーステナイト形成元素であるNiのバランスが重要である。

【0.0.2.9】さらに、適正な靱性を得るためには、酸素量の影響をも考慮することが重要である。その条件を検討したところ、下記の(1) 式と(2) 式を同時に満足させる必要があることがわかった。

$$【0.0.3.0】(1) \text{ 式} \quad 1 \leq Cr + Mo + 1.7 \times Ni \leq 13 - 2.20 \times O$$

$$(2) \text{ 式} \quad 2.5 \leq Cr + Mo + 1.8 \times Ni \leq 3.0$$



れる。0.05%以下ではその効果がほとんどない。一方、過剰の添加は衝撃特性の低下を生じるため、その上限を1%とする。好ましい範囲は0.05~0.5%、より好ましい範囲は0.1~0.3%である。

【0.051】Mn: 0.05~2% (母材、溶接金属共通)

Mnは、上記のSiと同様に、母材および溶接金属の脱酸に効果がある。0.05%以下ではその効果がほとんどない。一方、過剰の添加は、特にMn偏析に起因して衝撃特性の低下を生じさせ、また、熱間加工性も損なうので、その上限を2%とする。好ましい範囲は0.05~1%、より好ましい範囲は0.15~0.5%である。

【0.052】P: 0.025%以下 (母材、溶接金属共通)

Pは鋼中に含まれる不純物元素で、母材においては韌性を低下させ、溶接金属においては溶接高温割れ感受性を高める。よって、その含有量は少なければ少ないほど望ましが、0.025%までであれば特に問題ないことから、その上限を0.025%とした。好ましい上限は0.015%、より好ましい上限は0.01%である。

【0.053】S: 0.01%以下 (母材、溶接金属共通)

Sは、上記のPと同様、鋼中に含まれる不純物元素で、母材においては熱間加工性を低下させ、溶接金属においては溶接高温割れ感受性を高める。よって、その含有量は少なければ少ないほど望ましが、0.01%までであれば特に問題ないことから、その上限を0.01%とした。好ましい上限は0.005%、より好ましい上限は0.002%である。

【0.054】Cr: (母材: 15~20%、溶接金属: 11~18%)

Crは耐食性を確保する上で必須の元素であり、11%以上の添加で優れた耐食性が得られ、好ましくは12%以上添加するのがよい。

【0.055】しかしながら、母材においては、後述するNi量で、圧延のままで所望のX80級の強度、85%以下の降伏比となるマルテンサイト相とフェライト相の混合組織にするには、1.5%以上が必要である。逆に、

2.0%を超えると、マルテンサイト変態開始温度が低下してオーステナイト相が残留し、圧延のままで所望の強度を確保できなくなる。よって、母材のCr含有量は15~20%とした。好ましい範囲は15.5~18%、

より好ましい範囲は15.5~17%である。

【0.056】一方、溶接金属においては、先に述べた耐食性の観点から決定される11%以上あればよい。しかし、

18%を超える多量の添加はフェライト相の生成を促進し、強度と韌性の低下を招く。よって、溶接金属のCr含有量は11~18%とした。好ましい範囲は11~15%、より好ましい範囲は11~15%である。

【0.057】Ni: (母材: 4~7%、溶接金属: 5~10%)

母材においては、Niは、溶接熱影響部の韌性確保に必須の元素である。溶接熱影響部において遷移温度-30℃以下となるようなシャルピー衝撃特性を得るために4%以上が必要であり、4%未満では溶接熱影響部の中でも特に高温に加熱された部分でフェライト量が大幅に増加し、強度低下も起こる。逆に、7%を超えるとオーステナイト相が残留し、圧延のままで所望の強度を確保できなくなる。よって、母材のNi含有量は4~7%とした。好ましい範囲は4.5~7%、より好ましい範囲は4.5~6%である。なお、より大入熱での溶接を可能とするためには、Ni含有量は上限に近いほど好ましい。

【0.058】一方、溶接金属においても、Niは、韌性確保に必須の元素である。特に、溶接金属では母材に比べて不純物としてのO(酸素)含有量が高くなるため、遷移温度-30℃以下となるようなシャルピー衝撃特性を得るには5%以上が必要である。しかし、10%を超える過剰な添加はオーステナイト相の形成により強度を低下させる他、高価な元素でコスト上昇を招き経済的でない。よって、溶接金属のNi含有量は5~10%とした。好ましい範囲は6~9%、より好ましい範囲は6.5~8%である。

【0.059】Mo: 1.5~4% (母材、溶接金属共通)

Moは、本発明の特徴である母材と溶接金属が異なる化学組成と組織(母材はフェライト相とマルテンサイト相の2相組織、溶接金属はオーステナイト相とマルテンサイト相の2相組織)とするために、同じフェライト形成元素であるCrとバランスを保つために重要な元素である。母材、溶接金属ともに1.5%未満ではその効果が得られない。一方、Moは高価な元素であり、4%以上の添加はコスト上昇を招き経済的でない。よって、Mo含有量は1.5~4%とした。なお、Moは耐硫化物応力割れ性を高める元素でもあるので、2%以上の添加が望ましく、好ましい範囲は2~4%、より好ましい範囲は2~3.5%である。

【0.060】Ti: (母材: 0.015%以下、溶接金属: 0.002~0.03%)

Tiは脱酸元素、あるいは固溶CおよびNを炭窒化物として固定し強度、韌性を安定させる効果を狙って添加されることがある。ところが、フェライト相+マルテンサイト相の2相組織の母材においては、Ti添加は韌性を著しく低下させるので、その含有量は少なければ少ないほどよいが、不純物としてのTi含有量が0.015%までであれば特に問題ないことが判明した。よって、母材のTi含有量は0.015%以下とした。好ましい上限は0.01%、より好ましい上限は0.005%である。

【0061】一方、溶接金属においては、アークの安定化のためにTiがワイヤ（溶加材・溶接材料）に添加される。このため、溶接金属には、不可避免的にTiが含まれるようになるが、微量で酸化物の凝集粗大化を防ぐ効果を発揮する。このアーク安定化効果と酸化物の凝集粗大化防止効果は、溶接金属中に0.0002%以上のTiが含まれていれば得られる。そして、溶接金属に含まれるTiは酸化物を形成するため、上記母材におけるような靱性に及ばず悪影響が小さく、0.0103%程度までであれば許容可能である。よって、溶接金属のTi含有量は0.0002%〜0.0103%とした。以下、本発明の溶接金属は、

【0062】A1: 0.0001〜0.01%（母材・溶接金属共通）

A1は、母材および溶接金属ともに脱酸のために添加される。しかし、その含有量が0.0004%未満ではその効果が得られない。一方、その含有量が0.01%を超えると、衝撃特性の低下を招く。よって、A1含有量は0.001〜0.1とした。好ましい範囲は0.005〜0.05%、より好ましい範囲は0.01〜0.05%である。なお、本発明にいうA1とは、Sb、Bi、Al（酸可溶Al）のことである。以下、本発明の溶接金属は、

【0063】N:（母材: 0.002%以下、溶接金属: 0.005%以下）

Nは不純物元素であり、母材および溶接金属の靱性に大きな悪影響を及ぼすので、その含有量は低ければ低いほど好ましいが、フェライト相+マルテンサイト相の2相組織の母材では0.002%、マルテンサイト相+オーステナイト相の2相組織の溶接金属では0.005%までで

【0064】 $1.7 \times N \leq C + M \leq 1.3 - 2.2 \times O$ （式(1)）

これより前述したように、式(1)中の「 $C + M$ 」は「 $1.7 \times N$ 」の項は、フェライト相の形成傾向を表し、この項の値が小さいほどフェライト相の生成量が減少して靱性は向上するが、その値が1未満では、凝固直後にフェライト相が形成しなくなって高温割れが発生する。逆に、この値が「 $1.3 - 2.2 \times O$ 」で求められる値を超えると、O含有量に対してフェライト相が多すぎることとなり靱性が低下する。以下、本発明の溶接金属は、

【0065】また、式(2)中の「 $C + M + 1.7 \times N$ 」の項は、オーステナイト相の形成傾向を表し、この項の値が2.5未満であるとオーステナイト相が生成せず靱性が低下する。逆に、3.0を超えるとオーステナイト相の生成量が多くなりすぎて十分な強度、具体的には継手の引張試験をおこなった際に母材部で破断し、溶接部の引張強さ650MPa以上の強度の確保ができなくなるためである。以下、本発明の溶接金属は、

【0068】組織：本発明の目的の一つは、API規格に規定される514X80以上の強度を有し、しかも降伏比が85%以下の高Cr溶接鋼管を得ることにあるが、そのためには主たる組織が高強度なマルテンサイト

あればいずれも許容する。よって、母材のN含有量は0.002%以下、溶接金属のN含有量は0.005%以下とした。母材の好ましいN含有量の上限は0.001%、溶接金属の好ましいN含有量の上限は0.002%である。なお、靱性に及ぼすNの悪影響の程度は、フェライト相+マルテンサイト相の2相組織の母材に比べ、マルテンサイト相+オーステナイト相の2相組織の溶接金属の方が小さい。以下、本発明の溶接金属は、

【0064】O（酸素）:（溶接金属: 0.0065%以下）  
Oは、母材および溶接金属中に含まれる不純物元素であり、上記のNと同様に、靱性に大きな影響を及ぼす。特に、サブマージアーク方法により得られる溶接金属のO含有量は母材に比べて1桁大きな量となる。このため、溶接金属のO含有量を管理することが靱性確保の観点から極めて重要であり、その含有量は低ければ低いほど好ましいが、0.0065%までであれば許容できると考えられ、溶接金属のO含有量は0.0065%以下とした。なお、O含有量は式次に述べる下記(1)式の関係を満足する必要がある。以下、本発明の溶接金属は、

【0065】溶接金属のC、M、NおよびOの関係は、 $1.7 \times N \leq C + M \leq 1.3 - 2.2 \times O$ （式(1)）

溶接金属の強度および靱性を適正に保つためには、フェライト形成元素のC、EおよびMとオーステナイト形成元素のNとの量バランスが重要であり、さらにはO含有量の影響をも考慮する必要がある。式(1)式と(2)式を同時に満足させる必要がある。以下、本発明の溶接金属は、

【0066】 $2.5 \leq C + M + 1.7 \times N \leq 3.0$ （式(2)）

組織で、強度の低い軟化第2相を含む混合組織とする必要がある。本発明では、母材については主として経済性（高価なNの添加量が少なく済む）の観点からフェライト相との混合組織の方が望ましく、溶接金属については靱性の観点からオーステナイト相との混合組織の方が望ましいことから、母材の組織はマルテンサイト相とフェライト相の2相組織、溶接金属の組織はマルテンサイト相とオーステナイト相の2相組織とした。以下、本発明の溶接金属は、

【0069】なお、母材の組織に占めるフェライト相の割合および溶接金属の組織に占めるオーステナイト相の割合は、いずれも特に制限しないが、母材の組織に占めるフェライト相の割合は10〜45体積%、好ましくは20〜40体積%、より好ましくは25〜35体積%とするのが望ましい。また、溶接金属の組織に占めるオーステナイト相の割合は15〜30体積%、好ましくは10〜25体積%、より好ましくは15〜25体積%とするのが望ましい。以下、本発明の溶接金属は、

【0070】本発明の高Cr溶接鋼管は、以上の条件を満たせば充分であるが、その母材および溶接金属は、上記の成分以外に、必要に応じて下記の元素のうちの1種



以上をFeの一部に代えて含んでもよく、この場合でもその基本的な諸特性は何ら損なわれない。

【0071】W、Cu：(母材、溶接金属共通)

これらの元素は添加しなくてもよいが、添加すれば、いずれの元素も耐硫化物応力割れ性を向上させる。このため、その効果を得たい場合にはいずれか一方または両方を添加することができ、その効果はいずれの元素も0.1%以上で顕著になる。しかし、3%を超えるWおよび4%を超えるCu添加は、母材については熱間加工性、溶接金属については耐溶接高温割れが劣化する。したがって、添加する場合のこれらの元素の含有量は、Wの場合0.1~3%、Cuの場合0.1~4%とするのがよい。

【0072】Co：(母材、溶接金属共通)

Coは添加しなくてもよいが、添加すれば、高温でのオーステナイト相を安定化させ、高温に加熱される溶接熱影響部や溶接金属部の靱性を向上させる。このため、その効果を得たい場合には添加することができ、その効果は0.1%以上で顕著になるが、高価な元素で多量の添加はコスト上昇を招く。したがって、添加する場合のCo含有量は0.1~5%とするのがよい。

【0073】Nb、Zr、V：(母材、溶接金属共通)

これらの元素は添加しなくてもよいが、添加すれば、いずれの元素もCおよびNを固定し、強度ばらつきを小さくする。このため、その効果を得たい場合にはいずれかいずれか1種または2種以上を添加することができ、その効果はNbとZrでは0.1~0.13%以上、Vでは0.01%以上で顕著になる。しかし、いずれの元素も0.5%を超えて含有させると靱性劣化を招く。したがって、添加する場合のNb含有量は0.1~0.13%、V含有量は0.01~0.05%とするのがよい。

【0074】Ga、Mg、REM：(母材、溶接金属共通)

これらの元素は添加しなくてもよいが、添加すれば、いずれの元素も母材の熱間加工性を向上させる。このため、その効果を得たい場合にはいずれか1種または2種以上を添加することができ、その効果はいずれの元素も0.0005%以上で顕著になる。しかし、いずれの元素も0.05%を超えて含有させると靱性劣化を招く。したがって、添加する場合のこれらの元素の含有量は、いずれの元素も0.0005~0.05%とするのがよい。なお、REMの含有量は合計含有量である。

【0075】以上に説明した本発明の高Cr溶接鋼管を

構成する母材鋼板の圧延熱処理方法としては、素材の鋼を1150~1250℃程度に加熱し、1000~1100℃程度で圧延を終了すれば、圧延のままで所望の性能が得られる。このとき、圧延後の冷却は、空冷、水冷のいずれであってもよい。また、圧延後、900℃以上に再加熱後焼入れし、次いで、500~700℃で焼戻ししても、所望の性能が得られる。

【0076】造管方法については、公知のいかなる成形法を用いてもよく、例えば、UOプレス成形法、プレスベンド成形法、ロールベンド成形法などを挙げることができる。また、オープンパイプの突き合わせ部の溶接方法としては、サブマージアーク溶接方法が一般的であるが、その他の溶接材をTIG法やMIG法を用いてもよい。その際は溶接条件には特別な制約はなく、その溶接条件は本発明で規定する条件を満足する溶接金属が得られる範囲に適宜選定すればよい。

【0077】なお、本発明の高Cr溶接鋼管は、母材が鋼板の溶接鋼管以外に、上記母材鋼板の圧延熱処理方法と同様の条件のもとに製造された継目無鋼管の管端同士を突き合わせ、その突き合わせ部を上記TIG法やMIG法によって円周溶接して溶接接合されたものであってもよい。さらに、その使用状態を含む製品形態は、通常の直管状や曲げ管状に限らず、前述したようにリールに円筒状に巻き取られたコイルであってもよい。

【0078】

【実施例】《実施例1》溶接熱影響部の靱性に及ぼす成分元素の影響を調査するために小型の真空溶解炉(180kg容量)を用いて表1に示す化学組成を有する11種類の鋼を溶製し、鍛造、圧延、熱処理をおこなって、厚さ9mm、幅180mm、長さ700mmの鋼板に仕上げた。各鋼板の加熱、圧延条件および母材の特性を表2に示す。母材の強度はJIS Z 2201に規定される5号引張試験片の靱性は板厚中央から採取したJIS(1980) Z 2202に規定されるフルサイズの4号シャルピー試験片を用いて調べた。

【0080】また、実溶接の前に、溶接熱影響部の靱性を、板厚中央から採取した厚さ11mm、幅11mm、長さ600mmの試験片に高周波加熱により再現溶接熱サイクルを付与した後、上記と同じシャルピー試験片に加工して試験をおこない、30℃での吸収エネルギーで評価した。ラインパイプでは、使用温度においてシャルピー試験の吸収エネルギーが30~60J以上であることを要求される。ここでは、30℃にて50J以上の吸収エネルギーを有するか否かを判断基準とした。

【0081】再現溶接熱サイクルは、100℃/秒で1400℃に加熱し、3秒間保持した後に6℃/秒で冷却する熱サイクルを与えており、2.0mmの鋼板に5.5kJ/mmで溶接した場合に相当する。これはサブマージアーク溶接として標準的な範囲に入る。

【0082】表2に示す結果からわかるように、代符A1の鋼は、Niの量が不足しており、十分な溶接熱影響部靱性を有していない。代符A5の鋼は、Tiの量が多すぎるために、溶接熱影響部の靱性が低い。

【0083】代符B1の鋼板は、Crの量が不足しており、降伏強さがX80を大きく超えて実質X100に近



表 2 (a)

鋼 種	加熱 温度 (℃)	仕上げ 温度 (℃)	降伏 強さ (MPa)	引張 強さ (MPa)	降伏比 (%)	フェライト の割合 (体積%)	再現HAZ (VE-30℃) (J)
A1	1230	1050	592	815	73	40	15
A2	1230	1050	608	824	74	30	80
A3	1230	1050	623	837	74	30	96
A4	1230	1050	621	835	74	25	52
A5	1230	1050	631	844	75	25	21
B1	1180	950	765	851	90	5	80
B2	1180	950	612	820	75	30	105
B3	1180	950	520	790	63	45	112
C1	1280	1100	772	852	91	10	77
C2	1280	1100	543	816	67	45	84
C3	1280	1100	616	823	75	30	145

\* 印は本発明で規定する範囲を外れていることを示す。

《実施例2》次に、溶接鋼管の溶接部の特性を実継手で評価するため、実施例1で準備した代符B2とC3の鋼板を母材とし、この母材をオープンパイプに成形後、その突き合わせ部をサブマージーク溶接法で溶接接合する試験をおこなった。

【0087】その際、表3に示す化学組成を有する12種類の直径が4mmのワイヤと、表4に示す組成を有する塩基度が異なる3種類の溶融型フラックスを種々組み合わせさせて溶接し、溶接金属が表5に示す化学組成の19種類の溶接鋼管を製作した。

【0088】なお、溶接は3電極のサブマージーク溶接機を用いて入熱量4.15kJ/mmでおこなった。

【0089】溶接金属の溶接高温割れ感受性は、上記溶接鋼管の製造時に高温割れの発生の有無を確認し、割れが発生しなかったものを良好「○」、発生したものを不芳「×」として評価した。

【0090】引張試験は、試験片の平行部に溶接金属、溶接熱影響部および母材を含むように、平行部の長さが110mm、評点間距離が100mmのJIS Z 2201に規定される5号引張試験片に準じた引張試験片を、溶接線に直交する方向に採取し、室温でおこなった。試験の結果、母材部で破断したものを良好「○」、溶接金属部で破断したものを不芳「×」として評価した。

【0091】靱性は、各々の溶接継手から溶接金属の中央にノッチを加工したJIS (1980) Z 2-202に規定されるフルサイズの4号シャルピー試験片を採取して試験をおこない、-30℃での吸収エネルギーを評価した。評価は、母材の再現熱サイクル試験と同様に、50J以上の吸収エネルギーを有するものを良好「○」、50J

未満のものを不芳「×」とした。

【0092】耐食性試験は次の要領でおこなった。試験片の長手方面の中央に、一方の溶接線が位置するように長さ5mm、幅20mm、平行部長さ165mmの板状試験片を、溶接線に直交する方向から採取した。溶接ビードの余盛りは、片面にそのまま残し、裏面は平滑に研削した。この試験片を用いて、4点曲げ法により母材の実際の降伏強さの100%の応力を付加して、温度が25℃の0.03atm<sub>H<sub>2</sub></sub>S-10%NaCl-pH4.5(酢酸と酢酸ナトリウムで調整)浴中で、硫化物応力割れ試験をおこなった。試験の結果、割れが認められなかったものを耐硫化物応力割れ性が良好

「○」、認められたものを不芳「×」として評価した。【0093】加工性については、突き合わせ溶接した鋼板を、曲率半径38mmで曲げる試験をおこなって評価することとし、割れ、座屈等を生じずに曲げられたものを加工性が良好「○」、それ以外のは不芳「×」とした。これらの結果を、表6にまとめて示した。

【0094】試番1～3、9、12および15は、「Cr+Mo-1.7×Ni」の値が本発明で規定する上限値を上回り、溶接金属部の靱性が芳しくない。

【0095】試番5、9および15は、「Cr+Mo+1.8×Ni」の値が本発明で規定する上限値を上回り、結果として溶接金属部のオーステナイト相の割合が高すぎて、溶接金属の強度が低く、溶接金属部で破断した。

【0096】試番10および11は、「Cr+Mo-1.7×Ni」の値が本発明で規定する下限値を下回り、溶接金属にフェライト相が品出し、溶接高温割れが生じた。

【0097】試番13は、C量が低すぎて耐硫化物腐食に高く、降伏比も高かったためと推定される  
 応力割れ性に劣る。試番16は、溶接金属の酸素量が高すぎて、これに対し本発明で規定する条件を全て満足する試番  
 すぎるために靱性が劣る。1、6、8、14、51、7および18は、継手強度、溶接  
 【0098】試番1と19は、CとMnの量が1.8%以下、Sの量も0.009%以下、  
 Niの値が本発明で規定する下限値を下回り、曲げ試験  
 験で溶接金属部に割れを生じた。これは、溶接金属部の  
 オーステナイト相の割合が低すぎて、溶接金属の強度が

代符	溶接ワイヤの化学組成 (単位: 質量%, 残部: 実質的にFe)								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti
W1	0.007	0.33	0.52	0.013	0.002	2.4	12.2	3.91	0.011
W2	0.011	0.31	0.51	0.011	0.002	4.5	12.0	3.02	0.012
W3	0.008	0.32	0.51	0.008	0.003	6.5	12.0	2.95	0.011
W4	0.009	0.33	0.51	0.006	0.003	8.9	12.3	3.06	0.011
W5	0.015	0.33	0.51	0.015	0.003	12.0	12.5	3.01	0.011
W6	0.008	0.31	0.82	0.012	0.003	9.8	5.0	0.39	0.005
W7	0.008	0.33	0.82	0.013	0.003	9.7	9.0	2.59	0.012
W8	0.008	0.33	0.51	0.012	0.004	9.8	12.5	2.61	0.019
W9	0.008	0.33	0.51	0.011	0.003	9.1	14.5	3.05	<0.001
W10	0.004	0.21	0.40	0.008	0.001	9.0	0	0.11	0.005
W11	0.009	0.32	0.49	0.008	0.001	9.5	7.5	2.99	0.010
W12	0.009	0.32	0.49	0.008	0.001	5.5	7.5	2.99	0.010

【表4】

代符	ガラスの組成 (質量%)									
	SiO <sub>2</sub>	MnO <sub>2</sub>	CaO	CaF <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	TiO <sub>2</sub>	BaO	B <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	塩基度
F1	15.0	3.5	16.0	30.0	18.0	7.5	4.0	3.0	0.4	2.13
F2	30.8	18.3	17.0	17.1	4.2	3.8	4.0	2.8	0.4	1.35
F3	39.2	17.1	20.8	6.5	4.3	3.3	4.0	2.9	0.4	0.90

【表5】

【表6】

表 5

試 験 母 材		溶 接 金 属 の 化 学 組 成 (単位: 質量%, 残留: 実質的にFe)												
番号	ワックス	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	C	sol. Al	N	その他
1	B2 W1	0.008	0.22	0.46	0.011	0.002	4.02	14.34	3.02	0.005	0.026	0.012	0.008	V:0.015, Cu:0.18
2	B2 W2	0.009	0.22	0.46	0.016	0.002	4.88	14.35	3.04	0.005	0.025	0.011	0.008	V:0.015, Cu:0.18
3	B2 W3	0.008	0.22	0.46	0.009	0.002	5.66	14.35	3.02	0.005	0.026	0.010	0.010	V:0.015, Cu:0.18
4	B2 W4	0.003	0.23	0.46	0.007	0.002	6.62	14.34	2.99	0.005	0.027	0.012	0.009	V:0.015, Cu:0.18
5	B2 W5	0.011	0.23	0.46	0.012	0.002	7.86	14.51	3.04	0.005	0.025	0.013	0.008	V:0.015, Cu:0.18
6	B2 W6	0.008	0.22	0.58	0.010	0.002	7.70	11.53	1.99	0.002	0.024	0.011	0.012	V:0.015, Cu:0.18
7	B2 W7	0.008	0.25	0.58	0.011	0.002	6.35	13.44	2.87	0.005	0.026	0.012	0.003	V:0.015, Cu:0.18
8	B2 W8	0.008	0.23	0.46	0.010	0.003	6.86	14.53	2.88	0.016	0.024	0.015	0.009	V:0.015, Cu:0.18
9	B2 W9	0.008	0.23	0.46	0.010	0.002	6.71	15.33	3.06	0.001	0.028	0.012	0.010	V:0.015, Cu:0.18
10	C3 W10	0.008	0.22	0.45	0.008	0.001	7.78	7.82	0.63	0.002	0.025	0.013	0.011	V:0.015, Cu:0.18
11	C3 W10	0.006	0.22	0.45	0.008	0.001	7.50	9.76	0.78	0.002	0.025	0.012	0.008	V:0.015, Cu:0.18
12	B2 W4	0.007	0.25	0.46	0.007	0.002	7.02	14.02	2.66	0.005	0.044	0.011	0.009	V:0.011, Cu:0.14
13	B2 W6	0.008	0.24	0.62	0.007	0.002	7.53	10.45	1.73	0.005	0.045	0.012	0.009	V:0.011, Cu:0.14
14	B2 W7	0.008	0.25	0.62	0.010	0.002	7.45	12.38	2.83	0.006	0.046	0.010	0.010	V:0.011, Cu:0.14
15	B2 W8	0.008	0.25	0.47	0.011	0.003	7.51	14.11	2.84	0.010	0.046	0.012	0.011	V:0.011, Cu:0.14
16	B2 W7	0.008	0.25	0.62	0.010	0.002	8.58	12.26	2.73	0.006	0.070	0.010	0.009	V:0.011, Cu:0.14
17	B2 W11	0.008	0.23	0.45	0.009	0.001	6.86	12.48	3.05	0.005	0.035	0.014	0.008	V:0.015, Cu:0.18
18	B2 W11	0.008	0.23	0.45	0.005	0.001	7.50	11.65	3.03	0.005	0.049	0.012	0.003	V:0.015, Cu:0.15
19	B2 W12	0.008	0.23	0.45	0.009	0.001	5.22	12.48	3.05	0.005	0.025	0.012	0.010	V:0.010, Cu:0.15

\* 印は本発明で規定する範囲を外れていることを示す。

\* 印は本発明で規定する範囲を外れていることを示す。

【表6】

表 6

試 番	(Cr+Mo -1.7Ni) 値	13- 220×0 値	(Cr+Mo +1.8Ni) 値	継手の 引張試 験結果	溶接金属 の靱性(J) (vE-30℃)	オーステナイト 相の割合 (体積%)	溶接高 温割れ 性	加 工 性	耐 S&C 性
1	*10.6	*7.3	*24.7	○	21	0	○	×	○
2	* 9.1	*7.5	26.1	○	35	15	○	○	○
3	* 7.7	*7.3	27.6	○	31	15	○	○	○
4	6.1	7.1	29.3	○	65	20	○	○	○
5	4.2	7.5	*31.7	×	79	40	○	○	○
6	1.6	7.7	26.1	○	88	15	○	○	○
7	4.2	7.3	28.5	○	76	20	○	○	○
8	5.6	7.7	29.9	○	71	25	○	○	○
9	* 7.0	*6.8	*30.5	×	27	35	○	○	○
10	*-4.7	7.5	*22.5	-	-	α 晶	×	-	-
11	*-2.2	7.5	*24.1	-	-	α 晶	×	-	-
12	* 5.1	*3.3	29.7	○	23	20	○	○	○
13	-0.6	3.1	25.7	○	65	15	○	○	×
14	2.5	2.9	28.6	○	59	25	○	○	○
15	* 4.2	*2.9	*30.5	×	18	35	○	○	○
16	0.4	0.9	29.6	○	25	30	○	○	○
17	3.9	5.3	27.9	○	65	15	○	○	○
18	1.9	2.0	28.2	○	84	20	○	○	○
19	6.7	7.5	*24.9	○	60	3	○	×	○

注1) \* 印は本発明で規定する範囲を外れていることを示す。  
 注2) - 印は試験を省略したことを示す。  
 注3) ○ 印は良好、× は不芳であったことを示す。

【発明の効果】本発明の高Cr溶接鋼管は、耐炭酸ガス腐食性、耐硫化物応力割れ性および加工性に優れている。このため、炭酸ガスや硫化水素を含む原油や天然ガスの掘削や輸送に用いられる油井管やラインパイプとし

て好適である。特に、加工性に優れるので、リールに円筒状に巻き取ってコイル状とすることができ、リーリング敷設用のラインパイプや拡張ケーシング用コイルドチュービングに容易に適用できる。

フロントページの続き

(72)発明者 濱田 昌彦  
 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号  
 住友金属工業株式会社内  
 (72)発明者 大村 朋彦  
 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号  
 住友金属工業株式会社内

(72)発明者 近藤 邦夫  
 大阪府大阪市中央区北浜4丁目5番33号  
 住友金属工業株式会社内  
 Fターム(参考) 3H111 AA01 BA03 BA34 DA08 DB08  
 DB11

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning  
Operations and is not part of the Official Record**

**BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

☐ BLACK BORDERS

☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES

☒ FADED TEXT OR DRAWING

☒ BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING

☐ SKEWED/SLANTED IMAGES

☐ COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS

☐ GRAY SCALE DOCUMENTS

☐ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT

☐ REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY

☐ OTHER: \_\_\_\_\_

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.**